ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد پرکربن و کم آلیاژ فراوری شده با فرایند سرمایش سریع و بخش‌بندی*

عبدا... شیرعلی[۱] عباس هنربخش رئوف[۲] سهیلا بزاز بنابی[۳]

چکیده

فرایند سرمایش سریع و بخش‌بندی (Q&P) ، یک عملیّات حرارتی جدید برای تولید نسل سوّم از فولادهای پیشرفته‌ی استحکام بالا و بر اساس نفوذ کربن از فاز مارتنزیت به فاز آستنیت باقی‌مانده است. به‌کارگیری این فرایند برای فولادهای مختلف، منجر به ایجاد ترکیب جالب توجهی از خواص مکانیکی شامل استحکام بالا همراه با انعطاف‌پذیری خوب می‌شود. استفاده از این فرایند در صنعت خودرو باعث عمل‌کرد مکانیکی بهتر، امنیت بالاتر و کاهش وزن و هزینه‌های تولید می‌شود. در این تحقیق، یک فولاد پرکربن کم‌آلیاژ با این فرایند عملیّات حرارتی شد و ریزساختار و خواص مکانیکی آن بررسی شد. نتایج نشان دادند که ریزساختار فولاد سریع سرد و بخش‌بندی شده، شامل آستنیت پایدار شده‌ی غنی از کربن و مارتنزیت تخلیه شده از کربن است که با هم باعث افزایش استحکام فولاد به‌ازای انعطاف‌پذیری قابل‌قبول می‌شود. انجام فرایند سرمایش سریع و بخش‌بندی، باعث افزایش کسر فاز آستنیت باقی‌مانده و افزایش سختی فولاد شد. فرایند شکست در نمونه‌ی تولیدی به این روش، از نوع شکست ترد و سطح شکست به‌شکل شبه‌کلیواژ بود.

واژه‌های کلیدی سرمایش سریع (کوئنچ)، بخش‌بندی، آستنیت باقی‌مانده، مارتنزیت.

Microstructure and Mechanical Properties of a Low Alloy High Carbon Steel Processed by Quenching and Partitioning Process

A. Shirali A. H. Raouf S. B. Bonabi

Abstract
The quenching and partitioning (Q&P) process is a new heat treatment cycle to produce the third generation of advanced high strength steels based on diffusion of carbon from martensite to retained austenite phase. The application of this process for various steels leads to a remarkable combination of mechanical properties including high strength and good ductility. Using this process in automotive industry causes better mechanical performance, greater car safety, weight saving and cost reduction. In this study, a low alloy high carbon steel has been subjected to Q&P process and its microstructure and mechanical properties have been investigated. The results showed that the microstructure of the quenched and partitioned steel contains carbon-enriched stabilized austenite and carbon-depleted martensite resulting in increasing the strength of steel with an acceptable ductility. Conducting Q&P heat treatment caused the retained austenite content and the hardness of steel to increase. Fracture in specimens treated by Q&P process was of brittle type and their fracture surface was considered to be quasi-cleavage.

Key Word Quenching, Partitioning, Retained Austenite, Martensite.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ۹۲/۸/۱۶ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ۹۳/۳/۲۵ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان.

(۲) دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان.

(۳) عضو هیأت علمی دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان.

مقدمه

در صنعت خودرو، نیاز به کاهش هزینه، پایین آوردن وزن، صرفه‌جویی سوخت، عملکرد مکانیکی بهتر و امنیّت بالاتر در پاسخ به ملاحظات اقتصادی و زیست‌محیطی، باعث توسعه‌ی انواع فولادهای جدید اصلاح شده و اعمال روش‌های پیشرفته‌ی عملیّات حرارتی برای اصلاح شده است.

در چند سال گذشته، فولادهای پیشرفته‌ی استحکام بالا (AHSS، Advanced High Strength Steels) برای رسیدن به ترکیب بهتری از استحکام و انعطاف پذیری و چقرمگی کافی، مورد بررسی قرار گرفته‌اند. این فولادها به سه نسل طبقه‌بندی می‌شوند. نسل اوّل، شامل فولادهای مارتنزیتی و فولادهای پایه فریتی شامل (فولادهای دوفازی، با رفتار موم‌سانی حاصل از استحاله (TRIP، Transformation-Induced Plasticity) و چندفازی) می‌باشند. اگرچه استحکام فولادهای نسل اوّل بسیار بیش‌تر از فولادهای متداول استحکام بالا بود، امّا انعطاف پذیری محدود آن‌ها مشکل بزرگی بود. نسل دوّم، فولادهای بر پایه‌ی ریزساختار آستنیتی و شامل محصولات پرآلیاژتر است. فولاد با رفتار موم‌سانی حاصل از دوقلویی (TWIP، Twinning-Induced Plasticity)، فولاد سبک وزن با رفتار موم‌سانی (L-IP، Lightweight Steel with Induced Plasticity) و فولاد با رفتار موم‌سانی حاصل از تشکیل باند برشی (SIP، Shear Band Formation-Induced Plasticity)، انواع متفاوت فولاد در این نسل هستند. در این فولادها، زمینه‌ی آستنیتی نرم، شکل‌پذیری بهتری را نسبت به فولادهای نسل اوّل فراهم می‌کند. اگرچه میزان زیاد عناصر پایدارکننده‌ی فاز آستنیت (مثلاً ۲۰ درصد وزنی منگنز و نیکل)، استفاده از این فولادها را به‌دلیل قیمت بالا و چالش‌های فراوری مرتبط با آن، محدود می‌کند. نسل سوّم، فولادهایی با ترکیب بهتری از استحکام و انعطاف‌پذیری نسبت به فولادهای نسل اوّل و قیمت پایین‌تر نسبت به فولادهای نسل دوّم هستند. عناصر آلیاژی کم‌تر و قیمت پایین‌تر، ویژگی‌های مهم این فولادها می‌باشند [1-4]. اِسپییر و همکاران در سال ۲۰۰۳، یک فرایند عملیات حرارتی جدید را مبنی بر نفوذ کربن از مارتنزیت به آستنیت باقی‌مانده تعریف کردند و فرایند را "سرمایش سریع و بخش‌بندی" (Q&P، Quenching and Partitioning) نام‌گذاری کردند تا از فولادهای سریع سرد شده و بازپخت شده (Q&T، Quenching and Tempering) متمایز باشند [5]. به‌این ترتیب، فولادهای Q&P از جمله فولادهای نسل سوّم می‌باشند. در فرایند Q&P، کنترل کامل کسر مارتنزیت (فاز قوی) و غنی شدن کربن در آستنیت امکان‌پذیر است. این ویژگی، فولادهای Q&P را از سایر فولادهای پیشرفته‌ی استحکام بالا متمایز می‌کند [6,7].

فرایندهای سرمایش سریع و بخش‌بندی شامل چهار مرحله است: ۱- آستنیتی کردن کامل یا جزئی، ۲- سرمایش سریع تا زیر دمای شروع استحاله‌ی مارتنزیت (M_s) و بالای دمای پایان استحاله‌ی مارتنزیت (M_f)، ۳- بخش‌بندی بعدی در دمای سرمایش سریع (عملیّات تک‌مرحله‌ای) یا بالای دمای M_s (عملیّات دومرحله‌ای) و ٤- سرمایش سریع تا دمای محیط. به‌این ترتیب، ریزساختار نهایی فولاد شامل فریت (در مورد آستنیتی کردن جزئی)، مارتنزیت و آستنیت باقی‌مانده خواهد بود [8,9].

مُرفولوژی فازها در ریزساختار به‌دست آمده از فرایند Q&P، تحت تأثیر متغیّرهای عملیّات حرارتی و ریزساختار اولیّه‌ی فولاد پیش از فراوری است. بنابراین، استفاده از ریزساختارهای اولیّه‌ی متفاوت پیش از فرایند Q&P، به‌خصوص فرایندی که با آستنیتی کردن جزئی شروع می‌شود، می‌تواند توزیع متفاوتی از مُرفولوژی فازها را ایجاد کند که منجر به ایجاد ترکیب جالب توجهی از خواص مکانیکی شود [10].

ملزومات فرایند Q&P نشان می‌دهند که آلیاژهایی با ترکیب شیمیایی شبیه به فولادهای متداول TRIP برای این نوع عملیّات حرارتی مناسبند [11]، امّا،

طرّاحی فولاد با ترکیب مناسب عناصر آلیاژی و عملیّات حرارتی می‌باید به‌نحوی باشد که برای دست‌یابی به ریزساختاری شامل مارتنزیت و آستنیت باقی‌مانده مناسب باشد و قادر به برآوردن شرایط زیر هم باشد:

الف) جلوگیری از وقوع واکنش‌های رقابتی و اجتناب از تشکیل کنترل نشده‌ی فریت و یا پرلیت در مرحله‌ی سرمایش سریع اولیّه.

ب) به‌تأخیر انداختن تشکیل بینایت و کاهش دمای شروع استحاله‌ی بینایت به‌منظور به حداقل رساندن اشتراک ممکن بین بخش‌بندی کربن از مارتنزیت به آستنیت و تشکیل بینایت.

پ) به حداقل رساندن رسوب کاربید در مرحله‌ی بخش‌بندی به‌طوری که بیش‌ترین مقدار کربن از مارتنزیت به آستنیت نفوذ کند، زیرا کاربیدها به‌عنوان منبع سینک (sink) کربن عمل می‌کنند.

شرایط (الف) و (ب) ایجاب می‌کنند که فولاد شامل عناصر آلیاژی مثل منگنز، نیکل و کروم [6]، باشد که باعث افزایش پایداری آستنیت و کاهش دمای شروع بینایت می‌شوند، سختی‌پذیری کافی را فراهم می‌کنند و احتمال وقوع استحاله‌ی دما بالای آستنیت به فریت - بینایت را در مرحله‌ی سرمایش سریع کاهش می‌دهند.

در مورد شرط (پ)، از عناصر آلیاژی مثل سیلیسیم و یا آلومینیوم [12]، استفاده می‌شود. سیلیسیم به‌دلیل قابلیّت انحلال نزدیک به صفر در فاز سمنتیت، برای جلوگیری از تشکیل سمنتیت در عملیّات حرارتی دما پایین مارتنزیت مناسب است. افزون بر این، سیلیسیم شروع انتقال را از مرحله‌ی اوّل بازپخت (وقتی کاربیدهای ε یا η موجود هستند) به مرحله‌ی آخر بازپخت (وقتی θ-Fe_3C موجود است) به‌تأخیر می‌اندازد. عیب سیلیسیم در فرایند Q&P این است که کاربید اِپسیلون انتقالی را پایدار می‌کند [8,13].

افزون بر مطالب گفته شده، فولاد فراوری شده با عملیّات Q&P می‌باید دارای کربن بالا برای مرحله‌ی بخش‌بندی و پایدارسازی حرارتی آستنیت باقی‌مانده در دمای اتاق باشد، زیرا کربن بالاتر منجر به پایداری بهتر آستنیت باقی‌مانده نهایی در طول سرد کردن تا دمای اتاق می‌شود. در مورد صفحه‌ها، وجود توازنی بین مقدار کربن و قابلیّت جوشکاری فولاد مورد نیاز است. البته، در فولادهای کم کربن نسبت به فولادهای پرکربن، رسوب کاربید کم‌تر و قابلیّت جوشکاری بهتر است [14,15]. از جمله مزیت‌های فرایند Q&P، استحکام بالا و چقرمگی ضربه‌ی بالا در مقایسه با سایر روش‌های عملیّات حرارتی می‌باشد که به‌دلیل حضور آستنیت باقی‌مانده در غیاب سمنتیت است. در واقع، در فرایند Q&P با استفاده از عناصر آلیاژی مناسب در فولاد، از تشکیل کاربیدها جلوگیری می‌شود [16].

در این تحقیق، ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد پرکربن کم آلیاژ با انجام فرایند Q&P بررسی شده است.

مواد و روش‌های تحقیق

ماده‌ی اولیّه‌ی موریٔ استفاده یک فولاد پرکربن کم آلیاژ به‌شکل میل‌گرد به‌قطر اولیّه‌ی ۲۵ میلی‌متر بود. ترکیب شیمیایی این فولاد با انجام کوانتومتری به‌طور دقیق تعیین شد (جدول (۱)).

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد

بر حسب درصد وزنی

Ni	Cr	Mn	Si	C
۰/۱۳۸	۰/۳۰۵	۱/۰۳	۰/۹۹۳	۰/۶۳۹

برای انجام عملیّات حرارتی، لازم بود تا دماهای بحرانی از جمله دمای شروع استحاله‌ی مارتنزیت (M_s)، تعیین شوند. با توجه به ترکیب شیمیایی فولاد و

با استفاده از رابطه‌ی تجربی زیر [13]، دمای شروع استحاله‌ی مارتنزیت برابر با C° ٢٥٦ به‌دست آمد.

M_s (°C) = ٥٤٢/٥-٣٥٠C -٤٥Mn -٣٠Cr -٢٠Ni - ٥Si

(١)

برای انجام عملیّات حرارتی، نمونه‌هایی نمونه ها به شکل استوانه هایی با قطر ٢٠ میلی متر و طول (ارتفاع) ١٠ میلی متر می باشند. از ماده‌ی اولیّه تهیه شدند. نمونه‌های مختلف تحت فرایند Q&P تک‌مرحله‌ای، دومرحله‌ای و سرمایش سریع مستقیم قرار گرفتند. در فرایند Q&P تک‌مرحله‌ای، مرحله‌ی آستنیتی کردن کامل در دمای C° ٩٠٠ به‌مدّت ١٠ دقیقه در یک کوره‌ی الکتریکی و مرحله‌ی سرمایش سریع (بخش‌بندی) در دمای C° ١٧٥ به‌مدّت ١٢٠ ثانیه در یک حمّام نمک انجام شد. در فرایند Q&P دومرحله‌ای، نمونه‌ها پس از آستنیتی شدن، در حمّام نمک با دمای C° ١٧٥ به‌مدّت ٢٠ ثانیه سریع سرد شدند و پس از آن، بخش‌بندی در دمای C° ٣٥٠ در حمّام نمک دیگری انجام گرفت و در نهایت، نمونه‌ها تا دمای اتاق در آب سریع سرد شدند.

برای مشاهده و بررسی ریزساختار، از میکروسکُپ‌های نوری و الکترونی روبشی (SEM) استفاده شد. از محلول نایتال ٢ درصد برای حکّاکی نمونه‌ها استفاده شد. برای بررسی و مطالعه‌ی سطوح شکست هم از میکروسکُپ الکترونی روبشی استفاده شد. تصویرهای میکروسکُپ الکترونی روبشی توسط دستگاه VEGA\\TESCAN با ولتاژ کاری kV ١٥ تهیّه شدند.

برای تعیین کسر حجمی آستنیت باقی‌مانده و میزان کربن در این فاز، از آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) استفاده شد. آزمون‌های پراش پرتوی ایکس برای نمونه‌های مختلف در دمای اتاق و با استفاده از دستگاه Bruker D8 و پرتوی Cu-Kα با طول موج ١/٥٤٠٦ آنگستروم انجام شد. نمونه‌ها در محدوده زاویه‌ی 2θ از °٣٠ تا °١١٠ با گام °٠/٠٥ روبش شد.

کسر حجمی فاز آستنیت باقی‌مانده با استفاده از بازتاب‌های (١١١)، (٢٠٠)، (٢٢٠) و (٣١١) مربوط به آستنیت و بازتاب‌های (١١٠)، (٢٠٠)، (٢١١) و (٢٢٠) مربوط به فریت (مارتنزیت) و بر اساس رابطه‌ی زیر محاسبه شد [17,18]:

$$V_\gamma = \frac{\left(\frac{1}{q}\sum_{j=1}^{q}\frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}}\right)}{\left(\frac{1}{p}\sum_{i=1}^{p}\frac{I_{\alpha i}}{R_{\alpha i}}\right)+\left(\frac{1}{q}\sum_{j=1}^{q}\frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}}\right)} \qquad (٢)$$

که در آن، V_γ کسر حجمی آستنیت باقی‌مانده، I_α و I_γ به‌ترتیب شدّت پیک‌ها برای فازهای فریت (مارتنزیت) و آستنیت، R ضریب شدّت نسبی نظری و p و q به‌ترتیب تعداد پیک‌های پراش برای فازهای فریت و آستنیت می‌باشند.

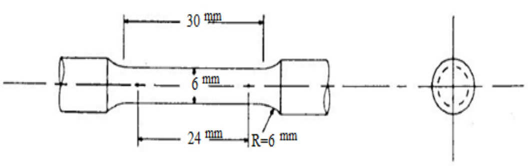
غلظت کربن موجود در فاز آستنیت باقی‌مانده، با استفاده از رابطه‌ی زیر محاسبه شد [6]:

a_γ=٠/٣٥٥٦+٠/٠٠٤٥٣x_C+٠/٠٠٠٠٩٥x_{Mn}+ ٠/٠٠٠٥٦x_{Al}+٠/٠٠٠٦x_{Cr}−٠/٠٠٠٢x_{Ni}

(٣)

در این رابطه، a_γ پارامتر شبکه‌ی آستنیت برحسب نانومتر وx_C، x_{Mn}، x_{Al}، x_{Cr} و x_{Ni} به‌ترتیب غلظت کربن، منگنز، آلومینیم، کروم و نیکل برحسب درصد وزنی هستند. پارامتر شبکه‌ی آستنیت با استفاده از روش کوهن [19]، تعیین شد.

آزمون سختی‌سنجی در مقیاس راکول C و با استفاده از دستگاه اِرنست انجام شد. آزمون کشش با استفاده از دستگاه اینسترون با سرعت کشش mm/min ٢ و در دمای اتاق انجام شد. هندسه و ابعاد نمونه‌ی آزمون کشش بر اساس استاندارد ASTM E8 [20]، در شکل (١) نشان داده شده است.

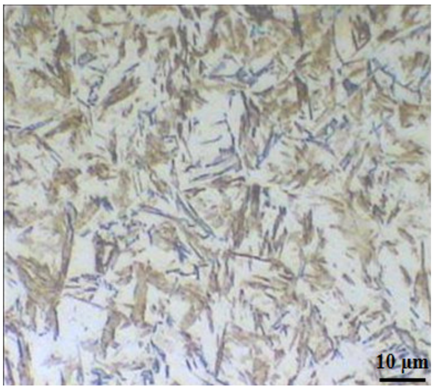


شکل ١ هندسه و ابعاد نمونه‌ی آزمون کشش

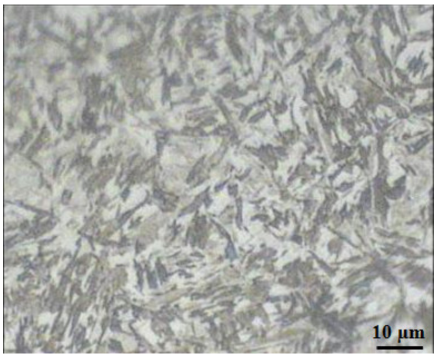
نتایج و بحث

ریزساختار. شکل (۲)، ریزساختار فولاد پس از فرایند Q&P تک‌مرحله‌ای را نشان می‌دهد که دمای سرمایش سریع (بخش‌بندی) ۱۷۵ °C و زمان بخش‌بندی ۱۲۰ ثانیه بوده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ریزساختار شامل مارتنزیت و آستنیت باقی‌مانده است. در ریزساختارهای میکروسکُپ نوری، فاز تیره مارتنزیت و فاز روشن آستنیت باقی‌مانده است. در شکل (۳)، ریزساختار فولاد پس از سرمایش سریع مستقیم از دمای آستنیتی کردن نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، فاز آستنیت باقی‌مانده به‌دست آمده از فرایند Q&P در مقایسه با سرمایش سریع مستقیم تا دمای اتاق بیش‌تر است و این، نشان‌دهنده‌ی وقوع مقداری بخش‌بندی کربن از مارتنزیت به آستنیت و پایداری بیش‌تر آستنیت در طول نگه‌داری در دمای سرمایش سریع است. افزون بر این، ساختار مارتنزیت در نمونه پس از سرمایش سریع مستقیم نسبت به فرایند Q&P بسیار درشت‌تر است. ریزساختار فولاد پس از فرایند Q&P، شامل مارتنزیت اولیّه، مارتنزیت جدید و آستنیت باقی‌مانده است. مارتنزیت اولیّه در مرحله‌ی سرمایش سریع اولیّه شکل می‌گیرد، در حالی‌که مارتنزیت جدید در مرحله‌ی سرمایش سریع نهایی تا دمای اتاق تشکیل می‌شود که به‌شکل بلوک می‌باشد.

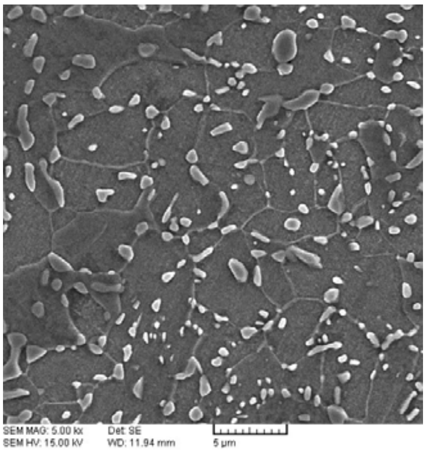
شکل (٤)، تصویر SEM از ریزساختار نمونه‌ی اولیّه پیش از انجام فرایند Q&P را نشان می‌دهد. این ریزساختار شامل فریت و کاربید است. در شکل (۵)، تصویرهای SEM از نمونه پس از فرایند Q&P دومرحله‌ای نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، پس از انجام فرایند تقریباً هیچ کاربیدی در ریزساختار وجود ندارد، زیرا این کاربیدها در دمای بالا (۹۰۰ °C) حل شده‌اند. افزون بر این، فاز فریت موجود در ریزساختار اولیّه به آستنیت تبدیل شده است. با انجام فرایند Q&P، بخشی از این آستنیت در مرحله‌ی سرمایش سریع به مارتنزیت تبدیل می‌شود. اگر چه در تصویرهای SEM تشخیص فاز آستنیت باقی‌مانده از مارتنزیت مشکل است، ولی می‌توان مُرفولوژی فاز مارتنزیت را مشاهده کرد که غالباً به‌شکل صفحه است.



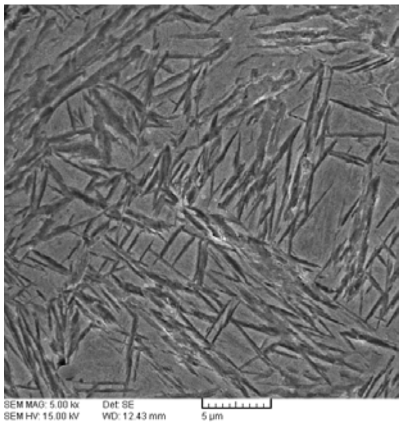
شکل ۲ ریزساختار فولاد پس از عملیات Q&P تک‌مرحله‌ای، حکّاکی شده با محلول نایتال ۲ درصد



شکل ۳ ریزساختار فولاد پس از سرمایش سریع مستقیم در آب، حکّاکی شده با محلول نایتال ۲ درصد



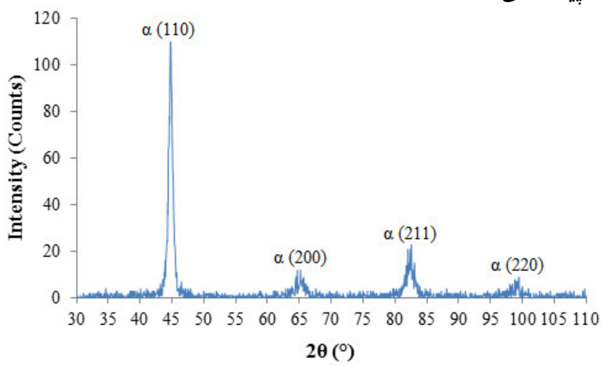
شکل ٤ تصویر SEM از ریزساختار فولاد پیش از انجام فرایند Q&P



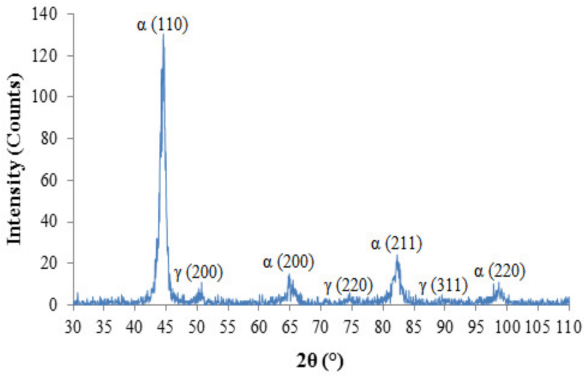
شکل ۵ تصویر SEM از ریزساختار فولاد پس از انجام فرایند Q&P، سریع سرد شده در دمای ۱۷۵ °C به‌مدّت ۲۰ ثانیه و بخش‌بندی شده در دمای ۳۵۰ °C به‌مدّت ۱۰۰ ثانیه

کسر حجمی آستنیت باقیمانده. شکل (٦)، الگوی پراش پرتوی ایکس مربوط به نمونه‌ی سریع سرد شده در آب و نمونه‌ی تحت فرایند Q&P تک‌مرحله‌ای را نشان می‌دهد. در این شکل، پیک‌های (۱۱۰)، (۲۰۰)، (۲۱۱) و (۲۲۰) مربوط به مارتنزیت و پیک‌های (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱) مربوط به آستنیت قابل مشاهده‌اند. با مقایسه‌ی دو الگوی پراش، مشاهده می‌شود که شدّت پیک‌های آستنیت در نمونه‌ی تحت فرایند Q&P بسیار بیش‌تر از نمونه‌ی سریع سرد شده‌ی مستقیم است.

با توجه به شدّت پیک‌ها در الگوهای پراش و با استفاده از رابطه‌ی (۲)، کسر حجمی فاز آستنیت باقی‌مانده قابل محاسبه است. کسر حجمی آستنیت باقی‌مانده در نمونه‌ی سریع سرد شده‌ی مستقیم برابر با ۱۰/۹ درصد و در نمونه‌ی فراوری شده با Q&P تک‌مرحله‌ای در دمای ۱۷۵ °C به‌مدّت ۱۲۰ ثانیه برابر با ۲۲/٦ درصد می‌باشد که نشان‌دهنده‌ی پایداری بیش‌تر فاز آستنیت باقی‌مانده در مرحله‌ی بخش‌بندی است.



(الف)



(ب)

شکل ٦ الگوی پراش پرتوی ایکس؛ الف) نمونه‌ی سریع سرد شده‌ی مستقیم در آب و ب) نمونه‌ی سریع سرد و بخش‌بندی شده در دمای ۱۷۵ °C به‌مدّت ۱۲۰ ثانیه

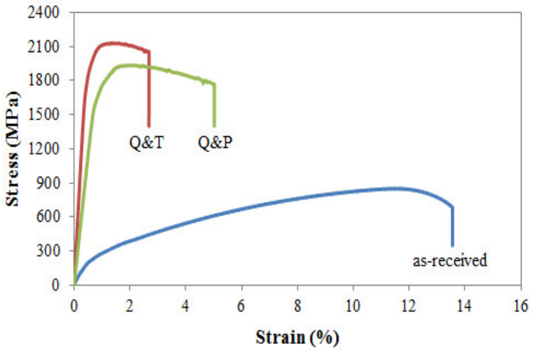
غلظت کربن در فاز آستنیت باقی‌مانده. برای تعیین غلظت کربن موجود در فاز آستنیت باقی‌مانده، از آزمون XRD و رابطه‌ی (۳) استفاده شد. مقدار کربن این فاز برای هر نمونه با میانگین‌گیری از پیک‌های آستنیت تعیین شد. در جدول (۲)، کسر حجمی، مقدار کربن فاز آستنیت باقی‌مانده و حاصل‌ضرب این دو کمیّت برای فرایند Q&P تک‌مرحله‌ای و سریع سرد کردن مستقیم ارائه شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می شود، غلظت کربن فاز آستنیت باقی‌مانده در فرایند Q&P نسبت به فرایند سریع سرد کردن مستقیم افزایش یافته است که این نشان‌دهنده‌ی تخلیه و بخش‌بندی کربن از مارتنزیت به آستنیت است. ستون آخر در جدول (۲) نشان می‌دهد که پس از فرایند Q&P، میزان ۰/۱۹۱ درصد وزنی از کل مقدار کربن فولاد (۰/۶۳۹ درصد وزنی) در فاز آستنیت است. بقیه‌ی کربن یا در فاز مارتنزیت است و یا به‌شکل رسوب کاربیدی مصرف شده است.

جدول ۲ کسر حجمی و میزان کربن موجود در فاز آستنیت باقی‌مانده برای فرایند سریع سرد کردن مستقیم و Q&P تک‌مرحله‌ای

عملیّات	V_γ	x_C (wt.%)	$V_\gamma \times x_C$
سریع سرد کردن	۰/۱۰۹	۰/۶۹۰	۰/۰۷۵
Q&P تک‌مرحله‌ای	۰/۲۲۶	۰/۸٤٦	۰/۱۹۱

خواص مکانیکی . سختی نمونه‌ی اولیّه برابر با ۲۲ راکول C و سختی نمونه‌ای که در دمای ۱۷۵ °C به‌مدّت ۱۰ ثانیه تحت فرایند Q&P تک‌مرحله‌ای قرار گرفت، برابر با ٦۲ راکول C بود. این نشان می‌دهد که فرایند Q&P به‌علّت ایجاد فاز مارتنزیت در ریزساختار، باعث افزایش زیاد سختی می‌شود. سختی نمونه‌ایی که مستقیماً سریع سرد شده بود برابر با ٦٤ راکول C به‌دست آمد.

نمودارهای تنش – کرنش نمونه‌ی اولیّه و پس از انجام فرایندهای عملیّات حرارتی سرد کردن سریع و بازپخت (Q&T) و سرد کردن سریع و بخش‌بندی (Q&P)، در شکل (۷) نشان داده شده‌اند. عملیّات سریع سرد کردن و بازپخت بعدی، در دمای ۵۲۲ °C و به‌مدّت یک ساعت انجام شد. نمودار تنش – کرنش نمونه در فرایند Q&P مربوط به حالت سریع سرد شدن در ۱۷۵ °C به‌مدّت ۲۰ ثانیه و بخش‌بندی شده در ۳۵۰ °C به‌مدّت ۱۸۰۰ ثانیه است.



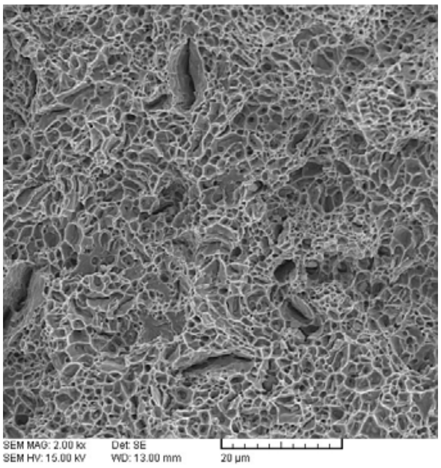
شکل ۷ نمودارهای تنش – کرنش نمونه‌ی اولیّه، پس از Q&T و Q&P در دمای اتاق

واضح است که نمونه پس از عملیّات Q&T، دارای بالاترین استحکام کششی (بیش از ۲۱۰۰ MPa) و میزان کم ازدیاد طول کل (تنها حدود ۳ درصد) می‌باشد. نمونه‌ی اولیّه بهترین ازدیاد طول (حدود ۱۳/۵ درصد) و کم‌ترین استحکام کششی (تنها حدود ۸۵۰MPa) را داشته است. نمونه پس از فرایند Q&P، استحکام کششی بالایی (بیش از ۱۹۰۰ MPa) را نشان می‌دهد و ازدیاد طول آن نسبت به عملیّات Q&T بیش‌تر است (حدود ۵ درصد). این نتایج نشان می‌دهند که نمونه پس از فرایند Q&P در مقایسه با عملیّات حرارتی Q&T، ترکیب بهتری از استحکام و انعطاف‌پذیری را نشان می‌دهد که می‌تواند مربوط به ریزساختار خاص این فولاد باشد. از یک طرف، زمینه‌ی مارتنزیت لایه‌ای و ریز منجر به استحکام‌دهی قابل‌توجه فولاد Q&P می‌شود. از طرف دیگر، آستنیت باقی‌مانده نقش کلیدی در افزایش انعطاف‌پذیری بازی می‌کند. در واقع، آستنیت شبیه به لایه‌ی بین لایه‌های

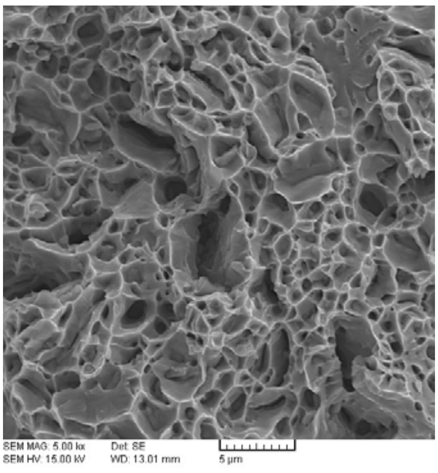
مارتنزیت می‌تواند مانع تولید و پخش ترک‌ها شود و در عوض، چقرمگی را به‌طور مؤثری بهبود ببخشد. بنابراین، فاز آستنیت باقی‌مانده می‌تواند به‌طور جزئی به مارتنزیت تبدیل شود و اثر "TRIP" را حین تغییر شکل و با حذف تمرکز تنش و به‌تأخیر انداختن گردنی شدن به‌وجود آورد. این اثر منجر به افزایش استحکام و ازدیاد طول کل می‌شود.

مشخصات ریزساختاری، دلیل تفاوت خواص مکانیکی در این سه نوع فولاد را نشان می‌دهد. ریزساختار تقریباً ۱۰۰ درصد مارتنزیت در نمونه‌ی Q&T منجر به استحکام بسیار بالای آن به‌ازای ازدیاد طول کم می‌شود. حضور حدود ۱۲ درصد آستنیت باقی‌مانده درون زمینه‌ی مارتنزیتی در نمونه‌ی Q&P، منجر به افزایش ازدیاد طول آن تا ۵ درصد و رسیدن به استحکام بالا می‌شود. در نمونه‌ی اولیّه، استحکام کششی به‌دلیل وجود زمینه‌ی فریت نرم، بسیار پایین‌تر از دو نمونه‌ی دیگر است.

شکست نگاری – در شکل (۸)، تصویرهای سطح شکست پس از انجام آزمون کشش برای نمونه‌ی اولیّه نشان داده شده است. با بررسی این تصویرها مشاهده می‌شود که شکست در نمونه‌ی اولیّه از نوع شکست نرم است، زیرا سطح شکست شامل فرورفتگی‌های کروی (dimples) بی‌شماری است. البته، همان‌طور که در شکل (۸– ب) مشاهده می‌شود، قسمت‌هایی از سطح شکست مشخصّات شکست ترد را نیز نشان می‌دهند. وجود این فرورفتگی‌ها، مشخصّه‌ی شکست حاصل از کشش تک‌محوری است. هر فرورفتگی نیمی از یک ریزحفره است که شکل گرفته و سپس، رشد کرده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، سطح شکست ظاهری خاکستری و تیره دارد که از مشخصّات شکست نرم است. این نوع شکست، به‌آرامی و پس از تغییر شکل موم‌سان زیاد ظاهر می‌شود. در شکل (۹)، تصویرهای سطح شکست نمونه‌ای که تحت فرایند Q&P قرار گرفته است، نشان داده شده است. فرایند Q&P برای این نمونه شامل سرد کردن سریع در 175 °C به‌مدّت ۲۰ ثانیه و بخش‌بندی در دمای 350 °C به‌مدّت ۶۰۰ ثانیه بوده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، شکست در این نمونه عمدتاً از نوع شکست ترد است، اگر چه تعدادی فرورفتگی کم عمق نیز دیده می‌شود. در واقع، سطح شکست در این نمونه، شبه‌کلیواژ (quasi-cleavage) است. شکست ترد دارای سطوحی شفاف با ظاهری درخشان است. خط‌های مشخص شده با پیکان در شکل (۹– ب)، الگوی رودخانه‌ای (river pattern) نامیده می‌شود که مسیرهای کلیواژ را نشان می‌دهند.

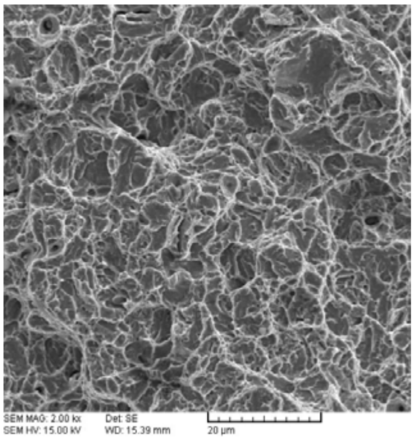


(الف)

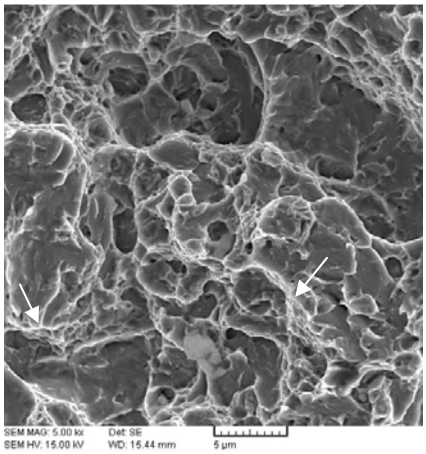


(ب)

شکل ۸ تصویرهای SEM از سطح شکست نمونه‌ی اولیّه در بزرگ‌نمایی (الف) ۲۰۰۰ برابر و (ب) ۵۰۰۰ برابر



(الف)



(ب)

شکل ۹ تصویرهای SEM از سطح شکست نمونه‌ی سریع سرد شده در دمای ۱۷۵ °C به‌مدّت ۲۰ ثانیه و بخش‌بندی شده در دمای ۳۵۰ °C به‌مدّت ٦۰۰ ثانیه، در بزرگ‌نمایی (الف) ۲۰۰۰ برابر و (ب) ۵۰۰۰ برابر (پیکان ها در تصویر (ب)، نشان‌دهنده‌ی مسیر رودخانه‌ای هستند)

نتیجه‌گیری

این تحقیق، به‌منظور بررسی فرایند سریع سرد کردن و بخش‌بندی در یک فولاد پرکربن کم آلیاژ انجام شده است. نتایج به‌دست آمده، به‌صورت زیر خلاصه می‌شود:

۱- ریزساختار فولاد پس از انجام فرایند سریع سرد کردن و بخش‌بندی، شامل مارتنزیت و آستنیت باقی‌مانده بود و مُرفولوژی فاز مارتنزیت عمدتاً صفحه‌ای بود.

۲- کسر حجمی فاز آستنیت باقی‌مانده و غلظت کربن موجود در آن، در نمونه‌ی سریع سرد و بخش‌بندی شده نسبت به نمونه‌ی سریع سرد شده‌ی مستقیم بیش‌تر بود که این، نشان‌دهنده‌ی بخش‌بندی کربن از مارتنزیت به آستنیت و پایداری آستنیت باقی‌مانده در این مرحله است.

۳- سختی نمونه‌ی سریع سرد و بخش‌بندی شده به‌علّت ایجاد فاز مارتنزیت در ریزساختار، به‌میزان زیادی افزایش یافت.

٤- نمونه پس از فرایند سرمایش سریع و بخش‌بندی، در مقایسه با عملیّات حرارتی سرمایش سریع و بازپخت، ترکیب بهتری از استحکام و انعطاف‌پذیری را خود نشان داد.

۵- شکست ناشی از آزمون کشش در نمونه‌ی سریع سرد و بخش‌بندی شده، از نوع شکست ترد بود و به‌دلیل وجود تعدادی فرورفتگی کم عمق، سطح شکست این نمونه شبه‌کلیواژ در نظر گرفته شد.

مراجع

1. Speer, J.G., De Moor, E., Findley, K.O., Matlock, D.K., De Cooman, B.C. and Edmonds, D.V.,“Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 42A, pp. 3591-3601, (2011).
2. Matlock, D.K., Speer, J.G., De Moor,E. and Gibbs, P.J., “Recent Developments in Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications: An Overview”, JESTECH, Vol. 15(1), pp. 1-12, (2012).
3. Qu, H., “Advanced High Strength Steel through Paraequilibrium Carbon Partitioning and Austenite Stabilization”, *Master’s Thesis*, Department of Materials Science and Engineering, Case Western

Reserve University, (2011).
4. Jirková, H., Kučerová,L. and Mašek, B., "Effect of Quenching and Partitioning Temperatures in the Q-P Process on the Properties of AHSS with Various Amounts of Manganese and Silicon", *Materials Science Forum*, Vols. 706-709, pp. 2734-2739, (2012).
5. Edmonds, D.V., He, K., Rizzo, F.C., De Cooman, B.C., Matlock,D.K. and Speer, J.G., "Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment", *Materials Science and Engineering A*, Vols. 438-440, pp. 25-34, (2006).
6. Santofimia, M.J., Zhao, L., Petrov, R., Kwakernaak, C., Sloof, W.G. and Sietsma, J., "Microstructural development during the quenching and partitioning process in a newly designed low-carbon steel", *Acta Materialia*, Vol. 59, pp. 6059-6068, (2011).
7. Speer, J.G.,Edmonds, D.V.,Rizzo,F.C. and Matlock, D.K.,"Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation", *Current Opinion in Solid-State and Materials Science*, Vol. 8, pp. 219-237, (2004).
8. Santofimia, M.J.,Nguyen-Minh, T., Zhao, L.,Petrov, R.,Sabirov,I. and Sietsma, J.,"New low carbon Q&P steels containing film-like intercritical ferrite", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 6429-6439, (2010).
9. Santofimia, M.J.,Zhao, L.,Petrov,R. and Sietsma, J.,"Characterization of the microstructure obtained by the quenching and partitioning process in a low-carbon steel", *Materials Characterization*, Vol. 59, pp. 1758-1764, (2008).
10. Santofimia,M.J.,Zhao,L.and Sietsma,J.,"Overview of Mechanisms Involved During the Quenching and Partitioning Process in Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 42A, pp. 3620-3626, (2011).
11. Sun,J. and Yu,H.,"Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hotdipping galvanization during Q&P process", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 586, pp. 100-107, (2013).
12. Liu,H.,Jin,X.,Dong,H.and Shi, J.,"Martensitic microstructural transformations from the hot stamping, quenching and partitioning process", *Materials Characterization*, Vol. 62, pp. 223-227, (2011).
13. Nayak, S.S.,Anumolu, R.,Misra, R.D.K.,Kim,K.H. and Lee, D.L.,"Microstructure–hardness relationship in quenched and partitioned medium-carbon and high-carbon steels containing silicon", *Materials Science and Engineering A*, pp. 442-456, (2008).
14. Pastore, E.,De Negri, S.,Fabbreschi, M.,Ienco, M.G.,Pinasco, M.R.,Saccone,A. and Valentini, R.,"Experimental investigation on low-carbon quenched and partitioned steel", *La Metallurgia Italiana*, Vol. 9, pp. 25-35, (2011).
15. Kucerova, L.,Aisman, D.,Jirkova, H.,Masek,B.and Hauserova, D.,"Optimization of Q-P process parameters with regard to final microstructures and properties", Proceedings of the 20th International DAAAM Symposium Intelligent Manufacturing & Automation: Theory, Practice & Education, Vol.

20, No. 1, pp. 1035-1036, (2009).

[16. S.C. Hong, J.C. Ahn, S.Y. Nam, S.J. Kim, H.C. Yang, J.G. Speer and D.K. Matlock, "Mechanical Properties of High-Si Plate Steel Produced by the Quenching and Partitioning Process", *Metals and Materials International*, Vol. 13, No. 6, pp. 439-445, 2007.

17. Jatczak, C.F.,Larson,J.A. and Shin, S.W.,"Retained Austenite and Its Measurement by X-Ray Diffraction", Manual SP-452, SAE, (1979).

18. ASTM Standards, "Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation", E 975 – 03.

19. Cullity, B.D., "Elements of X-ray Diffraction" Addison-Wesley Publishing Company, Inc., Reading, Massachusetts, (1956).

20. ASTM Standards, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", E8/E8M–09.